بررسی تأثیر تغییر شکل گرم بر ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 *

علیرضا مالدار[۱]   رامین ابراهیمی [۲]   غلامرضا ابراهیمی[۳]

چکیده

در سال‌های اخیر مطالعات زیادی بر روی رفتار تغییر شکل گرم و ریزساختار آلیاژهای ریختنی منیزیم انجام شده است. دلیل انجام آن‌ها، افزایش کاربرد آلیاژهای منیزیم می باشد. اگر چه مطالعات بسیاری بر روی ریزساختار آلیاژهای کار شده‌ی منیزیمی پس از تغییر شکل گرم انجام شده است، امّا اطلاعات ریزساختاری مربوط به تغییر شکل گرم آلیاژهای ریختنی منیزیمی بسیار محدود است. در مطالعه‌ی حاضر، تغییرات ریزساختاری آلیاژ منیزیم AZ91 حین تغییر شکل گرم بررسی شده است. ابتدا نمونه‌ها در محدوده دمایی 425-350 °C با نرخ کرنش $0.1\ s^{-1}$ و به میزان‌های کرنش پیک 0.3 و 0.5 فشرده شدند. تغییرات ریزساختاری به‌وسیله‌ی میکروسکپ‌های نوری و الکترونی بررسی شدند. نتایج نشان دادند که دانه‌های تبلور مجدد حین تغییر شکل گرم بر روی مرزهای اولیه جوانه می‌زنند. کسر دانه‌های تبلور مجدد یافته با افزایش میزان کرنش به‌شکل سیگمودال و مطابق با رابطه‌ی آورامی افزایش یافت. افزون بر این، اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد یافته در ابتدا افزایش و پس از رسیدن به‌میزان بیشینه‌ی خود کاهش یافت.

واژه‌های کلیدی آلیاژ منیزیم AZ91 ، تبلور مجدد دینامیکی، رسوب‌های β، تغییر شکل گرم، ریزساختار.

The Effect of Hot Deformation on the Microstructure of AZ91 Magnesium Alloy

A. R. Maldar   R. Ebrahimi   G.R. Ebrahimi

Abstract

Due to the great variety of applications of magnesium alloys with superior mechanical properties, recent studies have been focused on the hot deformation behavior and microstructure of magnesium alloy castings. Although there have been several recent investigations on the microstructure of wrought magnesium alloys after hot deformation, a limited number of studies have been conducted with regard to the evolution of grain structure during hot working processes. The present work examines the microstructural evolution during hot deformation of magnesium alloy AZ91. The specimens were hot compressed to the peak strain values of 0.3 and 0.5 at the temperature range of 350 to 425 °C with the strain rate of 0.1 s^{-1}. Structural changes were studied using the optical and scanning electron microscopes. The results showed that the recrystallized grains nucleate along the pre-existing grain boundaries during the compression process. The fraction of dynamically recrystallized grains increased with an increase in the strain value in a sigmoidal way expressed by Avrami equation. The dynamically recrystallized grain size also increased at the beginning with strain, and then decreased after its maximum value being reached.

Key Words Magnesium Alloy AZ91, Dynamic Recrystallization, β Precipitates, Hot Deformation, Microstructure.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۸۹/۵/۲۵ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۰/۹/۲۳ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) مربی گروه مهندسی مواد و پلی‌مر، دانشکده‌ی مهندسی، دانشگاه تربیت معلم سبزوار

(۲) دانشیار بخش مواد، دانشکده‌ی مهندسی، دانشگاه شیراز

(۳) نویسنده‌ی مسوول: دانشیار گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده‌ی مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

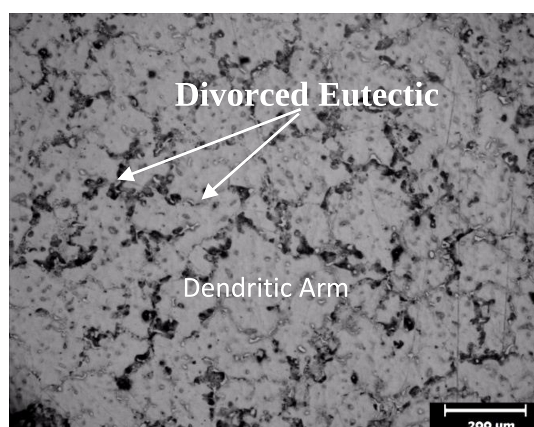
مقدمه

آلیاژهای منیزیم از جمله سبک‌ترین مواد فلزی می‌باشند و در سال‌های اخیر مورد توجه بسیاری قرار گرفته‌اند. از ویژگی‌های کلیدی این آلیاژها می‌توان به نسبت بالای استحکام به وزن، قابلیّت جذب ارتعاش، رسانایی الکتریکی و گرمایی نسبتاً خوب و قابلیّت ماشین‌کاری عالی اشاره کرد. با این‌حال، کاربرد این دسته از آلیاژها به‌دلیل قیمت بالا و شکل‌پذیری کم در دمای محیط، بسیار محدودتر از سایر مواد مهندسی است [1,4]. شکل‌پذیری محدود این آلیاژها به‌دلیل عدم وجود پنج دستگاه لغزش مستقل در دمای محیط است. فعالیّت دستگاه‌های لغزش غیراصلی تابعی از اتم‌های محلول و دما بوده و با توجه به مطالعات صورت گرفته، [2,3]، در دماهای بین 200 ˚C تا 350 ˚C به‌طور کامل فعال می‌شوند. به همین دلیل، تمامی فرایندهای شکل‌دهی آلیاژهای منیزیم در دمای بالا صورت می‌گیرد.

با توجه به میزان انرژی نقص چیدمان فلز منیزیم (γ_{SFE} = 125 $mJ.m^{-2}$)، انتظار می‌رود که بازیابی دینامیکی پدیده‌ی غالب در تغییر شکل گرم آن باشد، امّا با توجه به مطالعات صورت گرفته در مورد تغییر شکل آلیاژهای منیزیم، [4]، فرایند تبلور مجدد دینامیکی پدیده‌ی غالب در این زمینه است. دلیل این رفتار را می‌توان کمبود دستگاه‌های لغزش آسان و فعّال دانست که نقش انرژی نقص چیدمان را خنثی می‌کند. در این تحقیق، تغییرات ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 در محدوده دمایی کار گرم بررسی شده است. برای این منظور، آزمون فشار گرم در محدوده دمایی 350 ˚C تا ۴۲۵ ˚C و با کرنش‌های پیک 0.3 و 0.5 بر روی نمونه‌ها انجام شد، و ریزساختار آن‌ها با استفاده از میکروسکپ‌های نوری و الکترونی بررسی شد.

مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، از شمش آلیاژ منیزیم AZ91 با ترکیب Mg–7.69wt.%Al–0.5wt.%Zn–0.2wt.%Mn استفاده شد. ریزساختار اولیه‌ی این آلیاژ که دندریتی است، در شکل (۱) نشان داده شده است. فاز α (منیزیم فوق اشباع) در زمینه‌ی ریزساختار وجود دارد و فاز یوتکتیک α+β در بین بازوهای دندریت‌ها شکل گرفته‌اند.



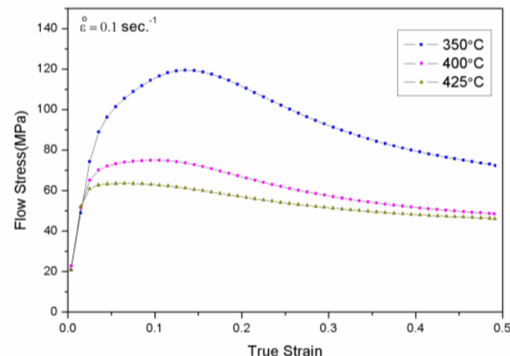
شکل ۱ ریزساختار اولیه‌ی شمش آلیاژ AZ91

برای انجام آزمون فشار گرم، نمونه‌های استوانه‌ای شکل به قطر ۱۰ و ارتفاع ۱۵ میلی‌متر از شمش اولیه تهیه و سپس همگن‌سازی شدند. از یک فرایند دو مرحله‌ای برای همگن‌سازی نمونه‌ها استفاده شد. در مرحله‌ی اوّل، نمونه‌ها در دمای ˚C ۳۷۰ به مدّت ۲ ساعت گرم شدند و در مرحله‌ی بعد، به مدّت ۲۴ ساعت در دمای ˚C ۴۱۵ نگه‌داری و سپس در آب سریع سرد شدند [5]. پس از انجام فرایند همگن‌سازی، آزمون فشار گرم در دماهای ˚C ۳۵۰، ˚C ۴۰۰ و ˚C۴۲۵ و با نرخ کرنش ثابت S^{-1} ۰/۱ تا کرنش‌های پیک ۰/۳ و ۰/۵ انجام شد. آزمون فشار گرم به وسیله‌ی دستگاه Zwick/Roll مجهز به یک کوره‌ی الکتریکی با دقت ˚C ۵± انجام شد. برای کاهش اثر اصطکاک، از چند لایه‌ی نازک تفلون استفاده شد، و نمونه‌ها به‌منظور هم‌دما شدن به مدّت ۳ دقیقه در دمای آزمون نگه‌داری و سپس آزمون فشار گرم بر روی آنها انجام گرفت.

برای بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌ها در جهت محور اعمال فشار برش زده شدند و پس از آماده‌سازی، به‌وسیله‌ی محلول پیکرال حکّاکی شدند. ریزساختار نمونه‌ها قبل و بعد از انجام تغییر شکل به وسیله‌ی میکروسکپ‌های نوری و الکترونی بررسی شد. افزون بر این، اندازه‌ی دانه‌ی نمونه‌ها با استفاده از نرم‌افزار Clemex و مطابق با استاندارد ASTM تعیین شد.

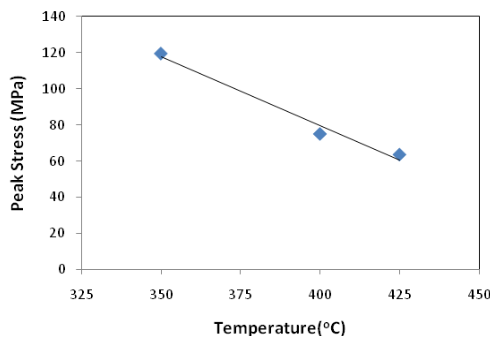
نتایج و بحث

نمودار تنش کرنش. نمودارهای تنش حقیقی- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دماهای ۳۵۰ $^{\circ}C$، ۴۰۰ $^{\circ}C$ و ۴۲۵ $^{\circ}C$ و با نرخ کرنش ثابت ۰/۱ S^{-1} در شکل (۲) نشان داده شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود، تنش سیلان با افزایش کرنش در دمای ثابت افزایش یافته و پس از رسیدن به میزان بیشینه‌ی خود، کاهش می‌یابد. کاهش تنش سیلان بعد از پیک را می‌توان به وقوع پدیده‌ی تبلور مجدد دینامیکی نسبت داد [6]. افزون بر این، با افزایش دما میزان تنش سیلان نیز کاهش می‌یابد.



شکل ۲ نمودار تنش حقیقی- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دماهای مختلف و نرخ کرنش ۰/۱ S^{-1}

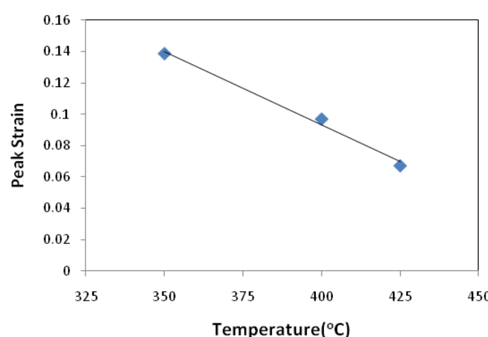
تنش پیک. تغییرات تنش پیک با دما برای نرخ کرنش ۰/۱ S^{-1} در شکل (۳) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، تنش پیک در نرخ کرنش ثابت با افزایش دما کاهش می‌یابد. با شروع تغییر شکل موم‌سان، وقوع لغزش و دوقلویی شدن منجر به کارسختی و افزایش میزان تنش می‌شود. وقوع فرایند نرم‌شدگی نیز منجر به کاهش تنش سیلان در حین تغییر شکل خواهد شد. رقابت بین این دو فرایند منجر به ظهور یک پیک در نمودار تنش- کرنش می‌شود. افزایش دما در آلیاژهای منیزیم منجر به کاهش مؤلفه‌ی تنش برشی بحرانی (τ_{CRSS}) برای دستگاه‌های لغزش هرمی و منشوری شده و به‌این ترتیب، دستگاه‌های لغزش بیش‌تری فعّال خواهند شد [7]. کاهش τ_{CRSS} به‌معنی تسهیل حرکت نابجایی‌ها بر روی صفحه‌های مناسب لغزش است، و این منجر به افزایش میزان وقوع بازیابی و کاهش میزان تنش پیک می‌شود. افزون بر این، جوانه‌زنی دانه‌ها حین تبلور مجدد نیز باعث حذف ساختارهای فرعی می‌شود که خود در کاهش تنش سیلان موثر است [8].



شکل ۳ تغییرات تنش پیک با دما در نرخ کرنش ۰/۱ S^{-1} حین تغییر شکل گرم

کرنش پیک. وقوع پدیده‌ی نرم‌شدگی افزون بر کاهش میزان تنش پیک، کرنش پیک را نیز کاهش می‌دهد. در شکل(۴)، تغییرات کرنش پیک با دما در نرخ کرنش

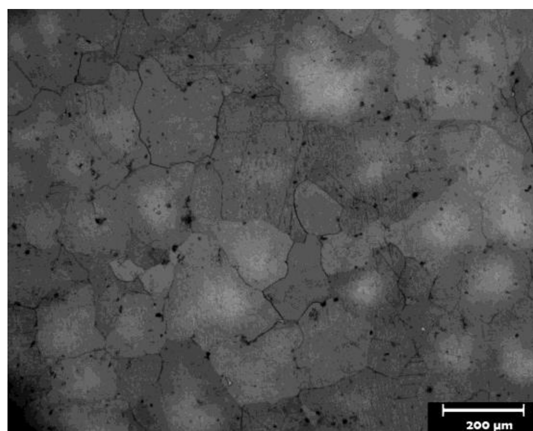
ثابت S^{-1} ۰/۱ نشان داده شده است. همان‌طور که دیده می‌شود، کرنش پیک با افزایش دما در نرخ کرنش ثابت کاهش می‌یابد. فرایند نرم‌شدگی پدیده‌ای است که با حرارت فعّال می‌شود، به‌گونه‌ای که افزایش دما نیرو محرکه‌ی آن را تأمین می‌کند [6]. بنابراین، فرایند نرم‌شدگی در کرنش‌های پایین‌تر بر کارسختی غلبه کرده و باعث ایجاد نقطه‌ی پیک در نمودار تنش–کرنش در میزان‌های کم‌تر کرنش می‌شود.



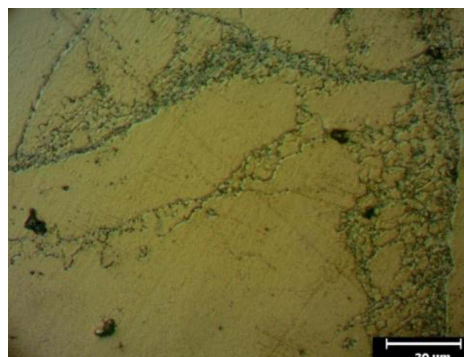
شکل ۴ تغییرات کرنش پیک بر حسب دمای تغییر شکل گرم در نرخ کرنش S^{-1} ۰/۱

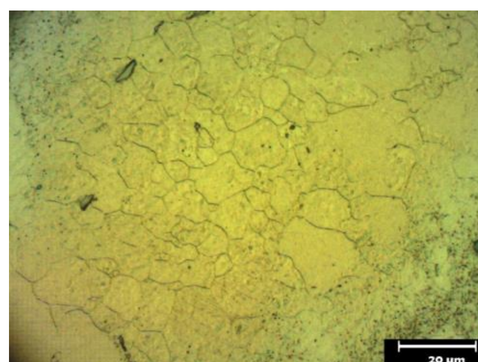
ریزساختار. ریزساختار نمونه‌ها بعد از فرایند همگن‌سازی در شکل (۵) مشاهده می‌شود. این ریزساختار شامل دانه‌های درشت α–Mg (~200 µm) و ذرات ریز β در مرز دانه‌هاست. فاز یوتکتیک در آن در مقایسه با ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری شده (شکل (۱))، به‌طور کامل حل شده و دانه‌های متساوی‌المحور جای‌گزین بازوهای دندریتی شده‌اند.

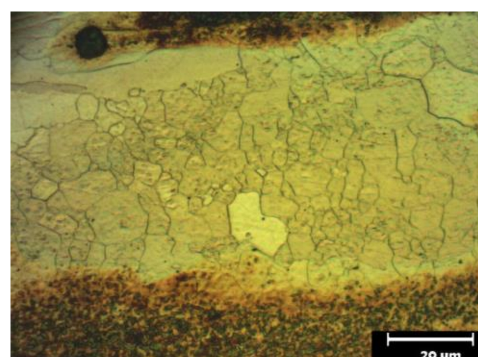
برای بررسی تغییرات ریزساختاری و تعیین مشخصه‌های وقوع پدیده‌ی کارنرمی حین تغییر شکل گرم، ریزساختار نمونه‌ها در کرنش‌های پیک 0/14، 0.3 و 0.5 و در دماهای ۳۵۰ °C، ۴۰۰ °C و ۴۲۵ °C به‌ترتیب در شکل‌های (۶) تا (۸) نشان داده شده است. ریزساختار نمونه پس از تغییر شکل گرم در دمای 350 ºC با کرنش‌های پیک 0/3 و 0/5 و نرخ کرنش 0/1 S^{-1}، در شکل (۶) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ریزساختار پس از تغییر شکل به میزان کرنش پیک 0/14 از دانه‌های اولیّه (کارسخت شده) و دانه‌های متساوی‌المحور تبلور مجدد یافته در مرزهای اولیّه تشکیل شده است. با افزایش میزان کرنش تا 0/3، کسر حجمی دانه‌های متساوی‌المحور افزایش و اندازه‌ی متوسط دانه‌های جدید نسبت به دانه‌ها در کرنش پیک افزایش یافته است. در کرنش 0/5، کسر دانه‌های تبلور مجدد یافته نسبت به کرنش‌های پیک و 0/3 افزایش و اندازه‌ی دانه‌های جدید کاهش یافته است. در دماهای 400 ºC و 425 ºC نیز کسر تبلور مجدد با افزایش میزان کرنش افزایش و اندازه‌ی متوسط دانه‌های جدید کاهش یافته است (شکل (۷) و (۸)). افزون بر این، مقایسه‌ی نمونه‌ها با میزان کرنش یکسان در دماهای 350 ºC ، 400 ºC و 425 ºC نشان می‌دهد که اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد یافته افزایش یافته است، ولی کسر حجمی دانه‌های جدید تقریباً ثابت مانده است (مقایسه‌ی شکل‌های (۶) تا (۸)).



شکل ۵ ریزساختار نمونه پس از فرایند همگن‌سازی


(الف)

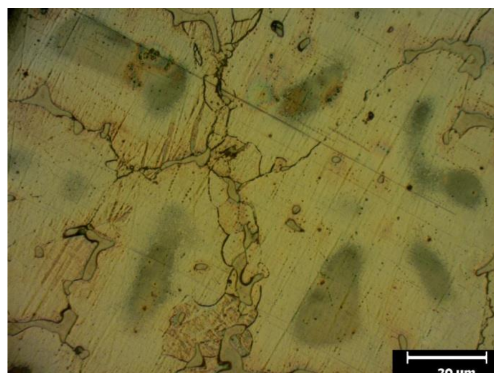

(ب)

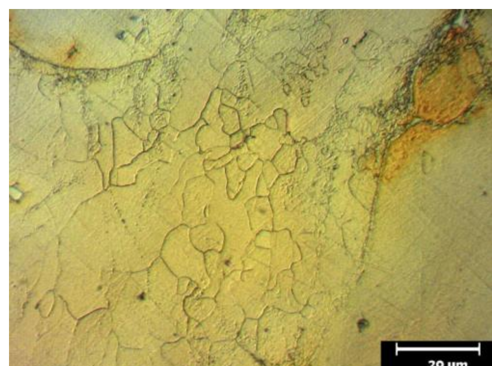

(پ)

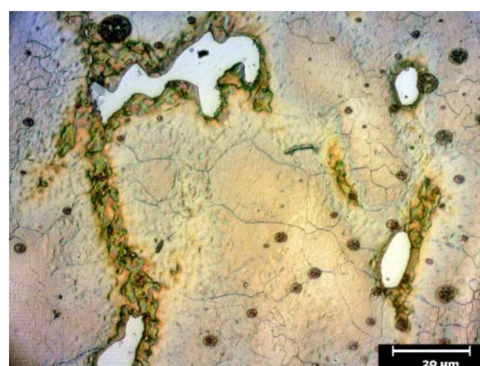
شکل ۶ ریزساختار نمونه‌ها پس از تغییر شکل گرم با نرخ کرنش $0/1\ S^{-1}$ در دمای $350\ ^oC$ به میزان‌های کرنش پیک (0/14) (الف)، 0/3 (ب) و 0/5 (پ)

کسر تبلور مجدد. در شکل (۹)، تغییرات کسر تبلور مجدد با کرنش در دماهای $350\ ^oC$ ، $400\ ^oC$ و $425\ ^oC$ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، کسر تبلور مجدد در تمام دماها با افزایش کرنش به صورت S شکل افزایش یافته است. افزون بر این، افزایش دما در یک کرنش معین باعث افزایش کسر دانه‌های تبلور مجدد یافته شده است، زیرا نرخ وقوع فرایند نرم‌شدگی با افزایش دما افزایش می‌یابد. تغییرات کسر تبلور مجدد با کرنش را می‌توان با معادله‌ی آورامی به‌صورت زیر نشان داد:

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-0.3\left(\frac{\varepsilon-\varepsilon_c}{\varepsilon_p}\right)^{m}\right] \quad (\varepsilon > \varepsilon_c)$$ رابطه‌ی


(الف)

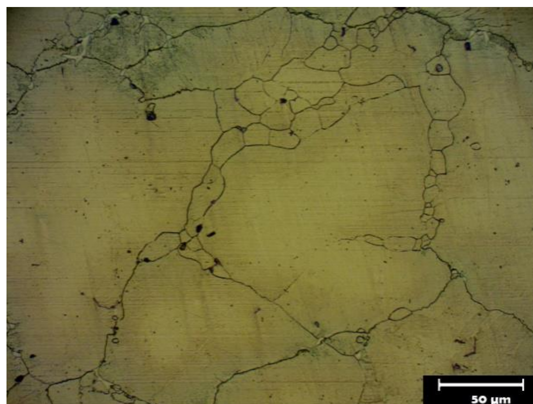

(ب)


(پ)

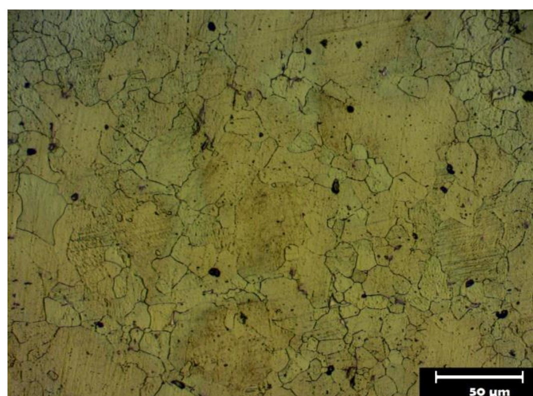
شکل ۷ ریزساختار نمونه‌ها پس از تغییر شکل گرم با نرخ کرنش $0/1\ S^{-1}$ در دمای $400\ ^oC$ به میزان‌های کرنش پیک (0/1) (الف)، 0/3 (ب) و 0/5 (پ)

در این رابطه، X_{DRX} کسر دانه‌های تبلور مجدد یافته و m' ثابت ماده می‌باشد. مقدار m' در رابطه‌ی (۱) بیان‌گر سینتیک فرایند تبلور مجدد دینامیکی است [9]، و با افزایش دما کاهش می‌یابد. به عبارت دیگر، افزایش دما باعث افزایش فعالیّت نابجایی‌ها شده و با کاهش نرخ جوانه‌زنی دانه‌های جدید، سینتیک جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی کند می‌شود. افزون بر این، با توجه به مطالعات انجام شده، [4,10,11]، تغییر شکل گرم آلیاژ AZ91 با رسوب‌گذاری دینامیکی همراه است و دما نقش مهمی را بر مورفولوژی و اندازه‌ی ذرات رسوب دارد. از آنجا که رسوب‌های ریز β باعث قفل شدن مرزدانه‌های تبلور مجدد یافته می‌شوند، کند شدن سینتیک تبلور مجدد دینامیکی با افزایش دما را می‌توان به کاهش میزان رسوب‌گذاری و درشت شدن رسوب‌های β نسبت داد.

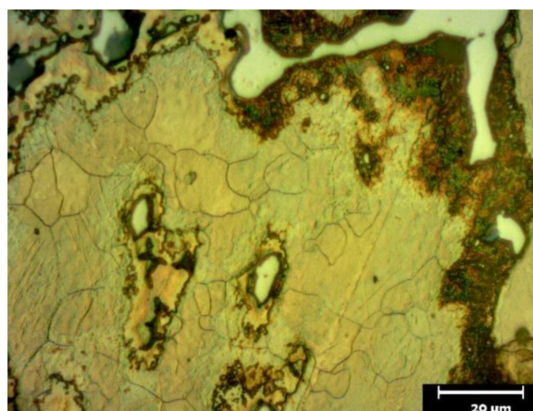
در این تحقیق، مقدار میانگین m' به‌روش رگرسیون خطی برابر با 1/4 به‌دست آمد. بارنت، [12,13]، در مطالعات خود بر روی آلیاژ ریختنی AZ31 مقدار m' را پس از تغییر شکل نمونه در دمای 400 ºC با نرخ کرنش $0/01\ S^{-1}$، برابر با 1/2 به‌دست آورده است. مقایسه‌ی نمودارهای شکل (۹) با نتایج به‌دست آمده توسط بارنت نشان می‌دهد که رفتار سینتیک جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد یافته برای دو آلیاژ AZ31 و AZ91 مشابه یک‌دیگرند. این در حالی است که مقدار m' (یا سرعت تبلور مجدد) برای آلیاژ AZ91 بیش‌تر است، که دلیل آن را می‌توان با میزان آلومینیم موجود در آلیاژ و نیز، کسر رسوب‌های موجود مرتبط دانست. در آلیاژ AZ91، اتم‌های آلومینیم حرکت نابجایی‌ها را مشکل کرده و افزون بر این، ذرات ریز رسوب به‌عنوان مکان‌های جدید جوانه‌زنی مطرح می‌شوند [2]. به این ترتیب، سرعت تبلور مجدد افزایش می‌یابد. افزون بر این، مطالعات نشان می‌دهند که تفاوت در بافت اولیه و جهت‌گیری صفحه‌های قاعده و هرمی حین تغییر شکل باعث تغییر سینتیک جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی می‌شوند [12,14].



(الف)



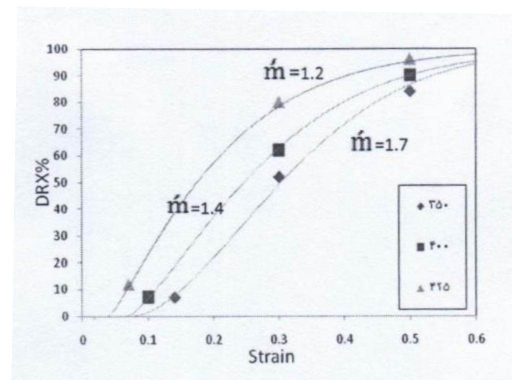
(ب)



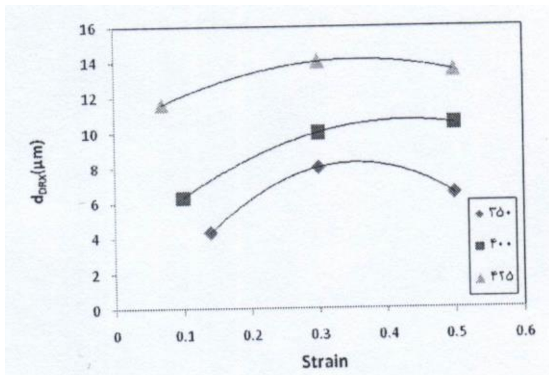
(پ)

شکل ۸ ریزساختاری نمونه‌ها پس از تغییر شکل گرم با نرخ کرنش $0/1\ S^{-1}$ و دمای 425 ºC به میزان‌های کرنش پیک (0.07) (الف)، 0/3 (ب) و 0/5 (پ).

اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد یافته. تغییرات اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد یافته با کرنش در دماهای تغییر شکل 350 ºC، 400 ºC و 425 ºC در شکل (۱۰) نشان داده شده‌اند. با توجه به نتایج نشان داده شده در این شکل می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش میزان تغییر شکل از کرنش پیک تا کرنش 0/5، اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد یافته افزایش می‌یابد. با افزایش کرنش، ابتدا اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی نسبت به جوانه‌های تشکیل شده در کرنش پیک افزایش یافته و با ورود به ناحیه‌ی کرنش پایدار، اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد یافته نسبت به قبل کاهش می‌یابد. با توجه به نمودارهای تنش حقیقی- کرنش حقیقی در دماهای تغییر شکل 400 °C و 425 ºC، کرنش 0/3 در ناحیه‌ی پایدار قرار داشته و بنابراین، با افزایش کرنش تغییر قابل توجهی در اندازه‌ی دانه‌ها مشاهده نمی‌شود. این روند در مطالعات دینگ، [15]، بر روی آلیاژ AZ91 و مطالعات فاطمی، [16]، در مورد آلیاژ AZ31 نیز مشاهده شده است. این محققین دریافته‌اند که وقتی اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی، با توجه به شرایط تغییر شکل، به مقدار معینی برسد، اندازه‌ی دانه‌ها با افزایش کرنش و افزایش کسر تبلور مجدد دینامیکی، ثابت باقی می‌ماند.



شکل۹ درصد تبلور مجدد دینامیکی بر حسب کرنش در دماهای تغییر شکل 350 ºC، 400 ºC و 425 ºC و نرخ کرنش $0/1\ S^{-1}$

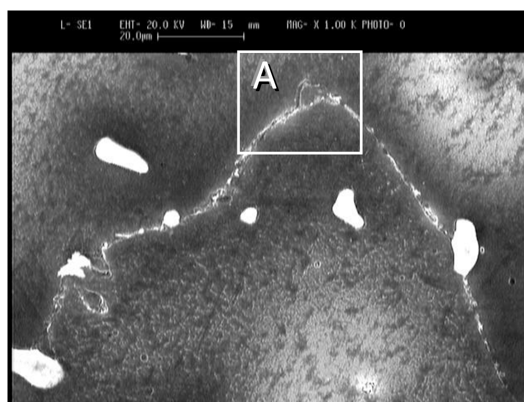


شکل ۱۰ اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی بر حسب کرنش در دماهای تغییر شکل 350 ºC، 400 ºC و 425 ºC و نرخ کرنش $0/1\ S^{-1}$

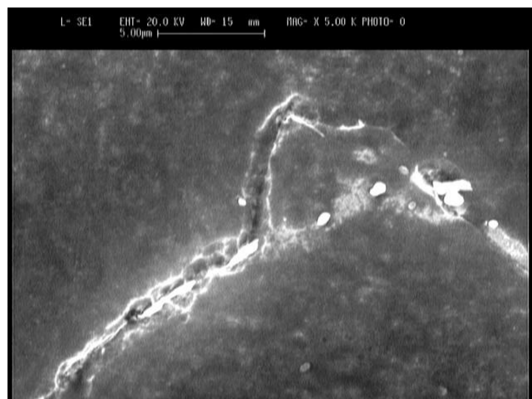
رشد دانه‌های تبلور محدد دینامیکی با مهاجرت مرزهای زاویه بزرگ انجام می‌شود [6,17]. با مهاجرت مرزهای زاویه بزرگ، نابجایی‌های موجود در زمینه جذب شده و ناحیه‌ای با چگالی کم نابجایی‌ها در پشت مرز تشکیل می‌شود. مرز در نتیجه‌ی اختلاف موجود بین چگالی نابجایی‌های زمینه با دانه‌ی تبلور مجدد دینامیکی حرکت می‌کند. با اعمال کرنش، منابع نابجایی در داخل دانه‌ی جدید نابجایی‌ها را به پشت مرز متحرک می‌فرستند. در نهایت وقتی چگالی نابجایی‌ها در پشت مرز متحرک تا میزان مشخصّی افزایش می‌یابد، مهاجرت مرز متوقف می‌شود. بنابراین، اندازه‌ی دانه‌ی جدید در حد مشخصّی ثابت باقی می‌ماند [18,19]. در سازوکار ایجاد گردنبند، دانه‌های جدید در امتداد مرز اولیّه جوانه زده و پس از رشد، تا اندازه‌ی دانه‌ی مشخصّی ثابت می‌مانند. در ادامه، یک گردنبند جدید از دانه‌های تبلور مجدد یافته با همان اندازه تشکیل می‌شود. این عمل تا وقوع تبلور مجدد در همه‌ی زمینه ادامه می‌یابد. در این مرحله، اعمال کرنش بالاتر منجر به کاهش اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد یافته خواهد شد.

سازوکار تبلور مجدد. ریزساختارهای به‌دست آمده

پس از تغییر شکل بـه‌میـزان کـرنش پیـک در دماهـای 350 ºC، 400 ºC و 425 ºC (شـکل‌هـای (۶) تـا (۸)) نشان‌دهنده‌ی تشکیل دانه‌های جدید در مـرز دانـه‌هـای اولیّه می‌باشد. تصویر میکروسکپ الکترونی نمونه پـس از تغییر شکل در دمای 400 ºC با نرخ کـرنش S^{-1} ۰/۱ به‌میزان کرنش پیـک (۰/۱) در شـکل (۱۱) نشـان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، مـرز دانـه از شکل صاف خود خارج شده و به‌شکل نامنظم و موجی تبدیل شده است. به این ترتیب، مـرز مضـرّس شـده و آمـاده‌ی تـاول‌زنـی مـی‌شـود. در نظریـه‌ی جوانـه‌زنـی دانه‌های تبلور مجدد دینـامیکی، بـا افـزایش کـرنش از میزان بحرانی آن مرز دانه‌ها موجی شکل شـده و تـاول می‌زنند. پس از آن، این تاول‌ها در کرنش پیـک از مـرز اولیّه جدا شده و دانه‌هـای جدیـد را شـکل مـی‌دهنـد. بخشی از شکل (۱۱) کـه بـا حـرف A مشـخّص شـده است، با بزرگ‌نمایی بـالاتر در شـکل (۱۲) نشـان داده شده است. این شکل نشان‌دهنده‌ی تاولی اسـت کـه از مرز جدا شده و یک دانه‌ی جدید را شـکل داده اسـت. در کرنش پیک، بیش‌تر مرزهای اولیّه با دانه‌های تبلـور مجدد دینامیکی پوشانده می‌شوند و به‌این ترتیب، اولین لایه از ساختار گردن‌بند شکل به‌وجود می‌آید.

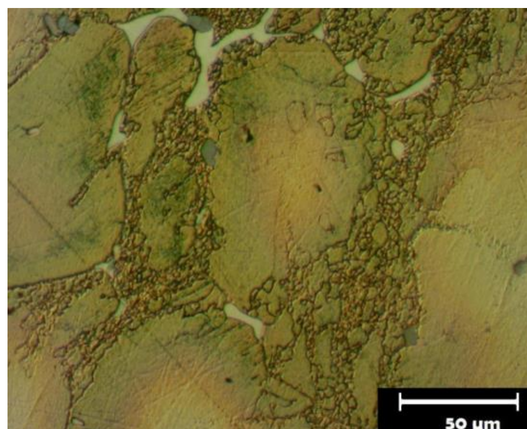


شکل ۱۱ تصویر میکروسکپ الکترونی از نمونه‌ی تغییر شکل یافته در دمای 400 ºC با نرخ کرنش S^{-1} 0/1 به‌میزان کرنش پیک



شکل ۱۲ تصویر ناحیه‌ی علامت‌گذاری شده با حرف A در شکل (۱۱) با بزرگ‌نمایی بالاتر

با افزایش میزان کـرنش، شـکل‌گیـری دانـه‌هـای جدید ادامه یافته و لایه‌های بعدی از سـاختار گردنبنـد شکل به‌وجود می‌آیند. افزون بـر ایـن، کسـر دانـه‌هـای تبلور مجدد یافته افزایش یافته و این دانه‌هـا بـه‌تـدریج به‌سمت درون دانه‌های اولیّه رشد می‌کنند. ایـن پدیـده به‌خوبی در شـکل (۱۳) مشـاهده مـی‌شـود. در کـرنش نزدیک به کرنش ناحیه‌ی پایدار، ساختار گردنبند شـکل کامل می‌شود. پس از پر شدن سطح مرز دانه‌های اولیّه، مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته نیز به‌عنـوان محـل‌هـای جوانه‌زنی دانه‌های جدید عمل مـی‌کننـد. بـا توجـه بـه نمودارهای تنش- کرنش و ریزساختار حاصل از تغییـر شکل به‌میزان‌های متفاوت می‌تـوان نتیجـه گرفـت کـه تغییرات ریزساختار آلیـاژ مـورد مطالعـه از نـوع تبلـور مجدد دینامیکی متناوب بوده است. نتایج به‌دست آمـده توسط محققین دیگر در مورد سایر آلیاژهای سری AZ نیز بیان‌گر وقوع فرایند تبلور مجدد دینـامیکی متنـاوب در ایـن محـدوده‌ی دمـایی اسـت [19,20]. بنـابراین، می‌توان نتیجه گرفت که سازوکار فرایند تبلور مجدد در آلیاژهای منیزیم محتوی آلومینیم و روی تنهـا تـابعی از دمـای تغییـر شـکل اسـت، و عـواملی ماننـد بافـت و اندازه‌ی دانه‌های اولیّه و حالت تنش اعمالی تنها باعـث تغییر سینتیک و اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد می‌شوند.



شکل ۱۳ ریزساختار گردنبند شکل در نمونه‌ی تغییر شکل یافته در دمای 400 ºC با نرخ کرنش $0/1\ S^{-1}$ به‌میزان کرنش 0/3

نتیجه‌گیری

۱- در همه‌ی دماهای تغییر شکل، کسر دانه‌های تبلور مجدد یافته با افزایش میزان کرنش افزایش یافتند.

۲- روند افزایش کسر دانه‌های تبلور مجدد یافته با افزایش میزان کرنش با استفاده از معادله‌ی اَورامی و توان 1/4 در آن، نشان داده شد.

۳- مرز دانه‌های موجی شکل و مضرّس در ریزساختار نمونه‌ی تغییر شکل یافته به‌میزان کرنش پیک به وقوع فرایند تبلور مجدد ناپیوسته نسبت داده شد.

۴- سازوکار فرایند تبلور مجدد در آلیاژ منیزیم AZ91 در محدوده دمایی 350 ºC تا 425 ºC از نوع گردنبند مانند تشخیص داده شد.

۵- اندازه‌ی دانه‌های تبلور مجدد یافته با افزایش میزان کرنش در ابتدا افزایش و پس از رسیدن به مقدار بیشینه‌ی خود، کاهش یافت.

مراجع

1. Avedesian M., and Baker H., "ASM Specialty Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys", ASM International, U.S.A, (1999).
2. Kainer K. U., "Magnesium Alloys and Technology", WILEY-VCH, Germany, (2003).
3. Friedrich H. E., and Mordike B., "Magnesium Technology Metallurgy, Design Data, Applications", Springer, Germany, (2006)
4. Kumar N. V. R., Blandin J. J., Desrayaud C., Montheillet, F., and Suery, M., "Grain refinement in AZ91 magnesium alloy during thermomechanical processing", Materials Science and Engineering A, pp. 150-157, (2003).
5. Maldar A. R., Ebrahimi G. R., Ebrahimi R., and Davoodi A., "The Effect of Homogenization on Microstructure and Hot Ductility Behaviour of AZ91 Magnesium Alloy", Kovove Mater., (2010).
6. Humphreys F. J., and Hatherly M., "RECRYSTALLIZATION AND RELATED ANNEALING PHENOMENA", Second Ed., Elsevier Ltd., UK, (2004)
7. Flyn P. W., Mote J., and Dorn, J. E., "On the thermally activated mechanism of prismatic slip in magnesium single crystals", Transaction of the Metallurgical Society of AIME, Vol. 221, pp.1149-1154, (1961).
8. Maksoud I. A., Ahmed H., and Rodel J., "Investigation of the effect of strain rate and temperature on the deformability and microstructure evolution of AZ31 magnesium alloy", Materials Science and Engineering A, Vol.504, pp.40-48, (2009).

9. Liqiang M., Zhenyu L., Sihai J., Xiangqian Y., and Di W., "Dynamic Recrystallization Behaviour of Nb-Ti Microalloyed Steels", *Journal of Wuhan University of Technology-Mater*. Sci. Ed., Vol. 23, (2008).
10. Liu L., and Ding H., "Study of the plastic flow behaviors of AZ91 magnesium alloy during thermomechanical processes", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol.484, pp. 949-956, (2009).
11. Xu S. W., Matsumoto N., Kamado S., Honma T., and Kojima Y., "Dynamic microstructural changes in Mg–9Al–1Zn alloy during hot compression", Scripta Materialia, ARTICLE IN PRESS, (2009).
12. Beer A. G., and Barnett M. R., "Influence of initial microstructure on the hot working flow stress of Mg–3Al–1Zn", Materials Science and Engineering A, Vol. 423, pp.292-299, (2006).
13. Beer A. G., "The evolution of hot working stress and microstructure in Mg-3Al-Zn", *Deakin*, 2004.
14. Barnett M. R., "Influence of deformation conditions on the high temperature flow stress of magnesium AZ31", *Journal of Light Metals*, Vol. 1, pp.167-177, (2001).
15. Ding H., Liu L., Kamado S., Ding W., and Kojima, Y., "Evolution of Microstructure and Texture of AZ91 Alloy during Hot Compression", Materials Science and Engineering A, Vol.452-453, pp.503-507, (2007).
16. Fatemi-Varzaneh S. M., Zarei-Hanzaki A., and Haghshenas, M., "A study on the effect of thermo-mechanical parameters on the deformation behavior of Mg–3Al–1Zn", Materials Science and Engineering A, ARTICLE IN PRESS, (2008).
17. Dieter G. E., "Mechanical Metallurgy", Third Ed., McGraw-Hill, London, (1988).
18. Kaibyshev R., and Sitdikov, O. S., "On Bulging Mechanism of Dynamic Recrystallization", *Third International Conference on Recrystallization and Related Phenomena*, (1996).
19. Barnett M. R., "Recrystallization during and following hot working of Magnesium alloy AZ31", Material Science Forum, Vol. 419-422, pp.503-508, (2003).
20. Liu L., Zhou H., Wang Q., Zhu Y., and Ding, W., "Dynamic Recrystallization Behavior of AZ61 Magnesium Alloy ", AZojomo, Vol.2, (2006).